

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-202587

(P2004-202587A)

(43) 公開日 平成16年7月22日(2004.7.22)

(51) Int.Cl.⁷
B23B 27/14
B23B 51/00
B23C 5/16
C23C 14/06
C23C 14/24

F 1

B23B 27/14
B23B 51/00
B23C 5/16
C23C 14/06
C23C 14/24

A
J
L
F

テーマコード (参考)
3C037
3C046
4K029

審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 19 頁)

(21) 出願番号 特願2002-371191 (P2002-371191)
(22) 出願日 平成14年12月24日 (2002.12.24)

(71) 出願人 000006264
三菱マテリアル株式会社
東京都千代田区大手町1丁目5番1号
596091392
(71) 出願人 三菱マテリアル神戸ツールズ株式会社
兵庫県明石市魚住町金ヶ崎西大池179-
1
(74) 代理人 100076679
弁理士 富田 和夫
(74) 代理人 100094824
弁理士 鴨井 久太郎
(72) 発明者 福村 昌史
茨城県結城郡石下町大字古間木1511番
地 三菱マテリアル株式会社筑波製作所内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】密着性および耐摩耗性のすぐれた硬質被覆層を形成してなる表面被覆超硬合金製切削工具

(57) 【要約】

【課題】密着性および耐摩耗性のすぐれた硬質被覆層を形成してなる表面被覆超硬合金製切削工具を提供する。

【解決手段】表面被覆超硬合金製切削工具が、(a)表面部に、表面から1~50nmの範囲内の平均深さに亘って、アーキオンプレーティング表面処理により形成した非晶質化層が存在する炭化タングステン基超硬合金基体表面に、(b)層厚方向にそつて、A₁最高含有点とA₁最低含有点とが所定間隔をおいて交互に繰り返し存在し、かつ前記两点間でA₁およびT_i含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、さらに、上記A₁最高含有点が、組成式：(A_{1x}T_{i1x})_N（ただし、原子比で、Xは0.70~0.95を示す）、上記A₁最低含有点が、組成式：(A_{1y}T_{i1y})_N（ただし、原子比で、Yは0.40~0.65を示す）、をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記两点間の間隔が、0.01~0.1μmである硬質被覆層を1~15μmの全体平均層厚で蒸着してなる。

10

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

炭化タンクスステン基超硬合金基体の表面に、 A_1 と T_i の複合窒化物からなる硬質被覆層を $1 \sim 15 \mu m$ の全体平均層厚で蒸着してなる表面被覆超硬合金製切削工具において、

(a) 上記炭化タンクスステン基超硬合金基体の表面部に、表面から $1 \sim 50 nm$ の範囲内の平均深さに亘って、アークイオンプレーティング表面処理により形成した非晶質化層を存在させ、

(b) かつ、上記硬質被覆層を、層厚方向にそって、 A_1 最高含有点(T_i 最低含有点)と A_1 最低含有点(T_i 最高含有点)とが所定間隔をおいて交互に繰り返し存在し、かつ前記 A_1 最高含有点から前記 A_1 最低含有点、前記 A_1 最低含有点から前記 A_1 最高含有 10 点へ A_1 および T_i 含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、さらに、上記 A_1 最高含有点が、組成式： $(A_1, T_i, x) N$ (ただし、原子比で、 x は $0.70 \sim 0.95$ を示す)、

上記 A_1 最低含有点が、組成式： $(A_1, T_i, y) N$ (ただし、原子比で、 y は $0.40 \sim 0.65$ を示す)、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記 A_1 最高含有点と A_1 最低含有点の間隔が、 $0.01 \sim 0.1 \mu m$ である硬質被覆層で構成したこと、

を特徴とする密着性および耐摩耗性のすぐれた硬質被覆層を形成してなる表面被覆超硬合金製切削工具。

【発明の詳細な説明】

20

【0001】

【発明の属する技術分野】

この発明は、硬質被覆層がすぐれた密着性と共に、すぐれた高温特性を有し、したがって各種の鋼や鉄などの切削加工を、特に高い機械的および熱的衝撃を伴なう高切込みや高送りなどの重切削条件で、かつ高速で行なっても前記硬質被覆層に剥離の発生なく、すぐれた耐摩耗性を發揮する表面被覆超硬合金製切削工具(以下、被覆超硬工具という)に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

一般に、被覆超硬工具には、各種の鋼や鉄などの被削材の旋削加工や平削り加工にバイトの先端部に着脱自在に取り付けて用いられるスローアウエイチップ、前記被削材の穴あけ切削加工などに用いられるドリルやミニチュアドリル、さらに前記被削材の面削加工や溝加工、肩加工などに用いられるソリッドタイプのエンドミルなどがあり、また前記スローアウエイチップを着脱自在に取り付けて前記ソリッドタイプのエンドミルと同様に切削加工を行うスローアウエイエンドミル工具などが知られている。

【0003】

30

また、被覆超硬工具として、炭化タンクスステン(以下、WCで示す)基超硬合金からなる基体(以下、超硬基体と云う)の表面に、組成式： $(A_1, T_i, y) N$ (ただし、原子比で、 y は $0.40 \sim 0.65$ を示す)を満足する A_1 と T_i の複合窒化物[以下、 $(A_1, T_i) N$ で示す]層からなる硬質被覆層を $1 \sim 15 \mu m$ の平均層厚で蒸着してなる被覆超硬工具が知られており、これが各種の鋼や鉄などの連続切削や断続切削加工に用いられることも良く知られるところである(例えば、特許文献1参照)。

40

【0004】

50

さらに、上記の被覆超硬工具が、例えば図2に概略説明図で示される物理蒸着装置の1種であるアークイオンプレーティング装置に上記の超硬基体を装入し、ヒータで装置内を、例えば $500^{\circ}C$ の温度に加熱した状態で、アノード電極と所定組成を有する A_1-T_i 合金がセットされたカソード電極(蒸発源)との間に、例えば電流： $90 A$ の条件でアーク放電を発生させ、同時に装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して、例えば $2 Pa$ の反応雰囲気とし、一方上記超硬基体には、例えば $-100 V$ のバイアス電圧を印加した条件下、前記超硬合金基体の表面に、上記 $(A_1, T_i) N$ 層からなる硬質被覆層を蒸着す

50

ことにより製造されることも知られている（例えば、特許文献 1 参照）。

【 0 0 0 5 】

【特許文献 1】

特許第 2 6 4 4 7 1 0 号

【 0 0 0 6 】

【発明が解決しようとする課題】

近年の切削加工装置の高性能化はめざましく、一方で切削加工に対する省力化および省エネ化、さらに低コスト化の要求は強く、これに伴い、切削加工は高速化および重切削化の傾向にあるが、上記の従来被覆超硬工具においては、これを通常の切削加工条件で用いた場合には問題はないが、これを高い機械的および熱的衝撃を伴なう、重切削条件での高速切削に用いた場合には、前記硬質被覆層の超硬基体表面に対する密着性不足のために、前記硬質被覆層に剥離が発生し易く、これが原因で切刃部に欠けやチッピング（微小欠け）が発生し易くなることから、硬質被覆層の高温特性（高温硬さおよび耐熱性）が不十分なために、摩耗進行が加速することと相俟って、比較的短時間で使用寿命に至るのが現状である。

【 0 0 0 7 】

【課題を解決するための手段】

そこで、本発明者等は、上述のような観点から、密着性および耐摩耗性のすぐれた硬質被覆層を有する被覆超硬工具を開発すべく、上記の従来被覆超硬工具を構成する硬質被覆層に着目し、研究を行った結果、
20

(a) 上記の超硬基体を、例えば図 2 に示されるアークイオンプレーティング装置（この場合図 1 に例示されるアークイオンプレーティング装置を用いてもよい）に装着し、まず、カソード電極を用いずに、

装置内雰囲気温度（超硬基体温度）： 300 ～ 500 °C、

雰囲気ガス： Ar、

雰囲気圧力： 1 ～ 10 Pa、

アーク放電電流：（アーク電源 - OFF）、

超硬基体印加バイアス電圧： -800 ～ -1000 V、

処理時間： 2 ～ 10 分、

の条件で上記超硬基体の表面を前処理した後で、さらに超硬基体表面に、カソード電極と 30 して、例えば金属 Ti を用い、

装置内雰囲気温度： 450 ～ 550 °C、

雰囲気ガス： Ar、

雰囲気圧力： 1 ～ 10 Pa、

アーク放電電流： 100 ～ 200 A、

超硬基体印加バイアス電圧： -900 ～ 1200 V、

の条件でアークイオンプレーティング表面処理を施すと、上記超硬基体の表面上には、蒸着層としての金属 Ti 層の形成はなく、前記超硬基体自体の表面部に、透過型電子顕微鏡を用いて組織観察した結果に基く判別で、非晶質化層の形成が確認されること。

なお、アークイオンプレーティング装置を用いての金属 Ti 層の蒸着形成は、
40

装置内雰囲気温度： 300 ～ 500 °C、

雰囲気ガス：（使用せず）、

雰囲気圧力： 0.1 Pa 以下の真空、

カソード電極： 金属 Ti、

アーク放電電流： 50 ～ 100 A、

超硬基体印加バイアス電圧： -30 ～ -100 V、

の条件で一般に行われている。

【 0 0 0 8 】

(b) 上記の表面部に非晶質化層が形成された超硬基体表面に、前記非晶質化層を表面から 1 ～ 50 nm の範囲内の平均深さに亘って形成した状態で、上記の従来被覆超硬工具の
50

硬質被覆層を構成する (A_1, T_i) N 層を、同じくアークイオンプレーティング装置を用いて形成すると、前記非晶質化層は高い活性を有し、反応性の高いものであることから、前記硬質被覆層の蒸着形成時に、これと反応して前記超硬基体表面と硬質被覆層との間にはきわめて強固な密着性が確保されるようになること。

【0009】

(c) 上記の図2に示されるアークイオンプレーティング装置を用いて形成された従来被覆超硬工具を構成する (A_1, T_i) N 層は、層厚全体に亘って均質な高温硬さと耐熱性、および強度を有するが、例えば図1(a)に概略平面図で、同(b)に概略正面図で示される構造のアークイオンプレーティング装置、すなわち装置中央部に超硬基体装着用回転テーブルを設け、前記回転テーブルを挟んで、一方側に相対的に A_1 含有量の高い (T_i 含有量の低い) A_1-T_i 合金、他方側に相対的に T_i 含有量の高い (A_1 含有量の低い) T_i-A_1 合金をカソード電極(蒸発源)として対向配置したアークイオンプレーティング装置を用い、この装置の前記回転テーブル上の中心軸から半径方向に所定距離離れた位置に外周部に沿って複数の超硬基体をリング状に装着し、この状態で装置内雰囲気を窒素雰囲気として前記回転テーブルを回転させると共に、蒸着形成される硬質被覆層の層厚均一化を図る目的で超硬基体自体も自転させながら、前記の両側のカソード電極(蒸発源)とアノード電極との間にアーク放電を発生させて、前記超硬基体の表面に (A_1, T_i) N 層を形成すると、この結果の (A_1, T_i) N 層においては、回転テーブル上にリング状に配置された前記超硬基体が上記の一方側の相対的に A_1 含有量の高い (T_i 含有量の低い) A_1-T_i 合金のカソード電極(蒸発源)に最も接近した時点で層中に A_1 最高含有点が形成され、また前記超硬基体が上記の他方側の相対的に T_i 含有量の高い (A_1 含有量の低い) T_i-A_1 合金のカソード電極に最も接近した時点で層中に A_1 最低含有点が形成され、上記回転テーブルの回転によって層中には層厚方向にそって前記 A_1 最高含有点と A_1 最低含有点が所定間隔をもって交互に繰り返し現れると共に、前記 A_1 最高含有点から前記 A_1 最低含有点、前記 A_1 最低含有点から前記 A_1 最高含有点へ A_1 および T_i 含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造をもつようになること。

【0010】

(d) 上記(c)の繰り返し連続変化成分濃度分布構造の (A_1, T_i) N 層において、例えれば対向配置のカソード電極(蒸発源)のそれぞれの組成を調製すると共に、超硬基体が装着されている回転テーブルの回転速度を制御して、

30

上記 A_1 最高含有点が、組成式: $(A_1 \times T_i : x) N$ (ただし、原子比で、Xは0.70~0.95を示す)、

上記 A_1 最低含有点が、組成式: $(A_1 \times T_i : y) N$ (ただし、原子比で、Yは0.40~0.65を示す)、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記 A_1 最高含有点と A_1 最低含有点の厚さ方向の間隔を $0.01 \sim 0.1 \mu\text{m}$ とすると、

40

上記 A_1 最高含有点部分では、上記の従来 (A_1, T_i) N 層に比して A_1 含有量が相対的に高くなることから、より一段とすぐれた高温硬さと耐熱性(高温特性)を示し、一方上記 A_1 最低含有点部分では、前記 A_1 最高含有点部分に比して A_1 含有量が低く、 T_i 含有量の高いものとなるので、高強度が確保され、かつこれら A_1 最高含有点と A_1 最低含有点の間隔をきわめて小さくしたことから、層全体の特性として高強度を保持した状態ですぐれた高温特性を具備するようになり、さらに上記(a)および(b)の超硬基体表面部に形成された非晶質化層によって前記硬質被覆層の超硬基体表面に対する密着性もきわめて強固なものとなり、したがって、硬質被覆層がかかる構成の (A_1, T_i) N 層からなり、かつかかる (A_1, T_i) N 層を表面部に非晶質化層が形成された超硬基体の表面に蒸着してなる被覆超硬工具は、特にこれを高い機械的および熱的衝撃を伴なう、高速重切削条件での切削に用いた場合にも、前記硬質被覆層に剥離発生がなく、すぐれた耐摩耗性を発揮するようになること。

以上 (a) ~ (d) に示される研究結果を得たのである。

【0011】

50

この発明は、上記の研究結果に基づいてなされたものであって、超硬基体の表面に、(A₁, T_i)Nからなる硬質被覆層を1~15μmの全体平均層厚で物理蒸着してなる被覆超硬工具において、

(a) 上記超硬基体の表面部に、表面から1~50nmの範囲内の平均深さに亘って、アーキイオンプレーティング表面処理により形成した非晶質化層を存在させ、

(b) かつ、上記硬質被覆層を、層厚方向にそって、A₁最高含有点(T_i最低含有点)とA₁最低含有点(T_i最高含有点)とが所定間隔をおいて交互に繰り返し存在し、かつ前記A₁最高含有点から前記A₁最低含有点、前記A₁最低含有点から前記A₁最高含有点へA₁およびT_i含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、さらに、上記A₁最高含有点が、組成式:(A₁_xT_i_{1-x})N(ただし、原子比で、X=10は0.70~0.95を示す)、

上記A₁最低含有点が、組成式:(A₁_yT_i_{1-y})N(ただし、原子比で、Yは0.40~0.65を示す)、

をそれぞれ満足し、かつ隣り合う上記A₁最高含有点とA₁最低含有点の間隔が、0.01~0.1μmである硬質被覆層で構成してなる、

密着性および耐摩耗性のすぐれた硬質被覆層を形成してなる被覆超硬工具に特徴を有するものである。

【0012】

つぎに、この発明の被覆超硬工具において、これの構成を上記の通りに数値限定した理由を説明する。

20

A. 非晶質化層の表面からの平均深さ

超硬基体の表面部に形成された非晶質化層には、上記尾通り硬質被覆層の超硬基体表面に対する密着性を著しく向上させる作用があるが、その深さが1nm未満では所望のすぐれた密着性を確保することができず、一方超硬基体表面に対する硬質被覆層の密着性向上効果は表面からの平均深さが50nmで十分であることから、その表面からの平均深さを1~50nmと定めた。

【0013】

B. 硬質被覆層

(a) A₁最高含有点の組成

(A₁, T_i)N層におけるA₁には、高温硬さおよび耐熱性(高温特性)を向上させる作用があり、したがってA₁最高含有点でのA₁の割合(X)がT_iとの合量に占める割合(原子比)で0.70未満では所望のすぐれた高温特性を確保することができず、一方その割合が同じく0.95を越えると、T_iの割合が低くなり過ぎて、急激に強度が低下し、切刃にチッピング(微小欠け)などが発生し易くなることから、その割合を0.70~0.95と定めた。

30

【0014】

(b) A₁最低含有点の組成

上記の通りA₁最高含有点は高温特性のすぐれたものであるが、反面強度の劣るものであるため、このA₁最高含有点の強度不足を補う目的で、T_i含有割合が高く、これによつて高強度を有するようになるA₁最低含有点を厚さ方向に交互に介在させるものであり、したがってA₁の割合(Y)がT_iとの合量に占める割合(原子比)で0.65を越えると、所望のすぐれた強度を確保することができず、一方その割合が同じく0.40未満になると、相対的にT_iの割合が多くなり過ぎて、A₁最低含有点に所望の高温特性を具備せしめることができなくなることから、その割合を0.40~0.65と定めた。

40

【0015】

(c) A₁最高含有点とA₁最低含有点間の間隔

その間隔が0.01μm未満ではそれぞれの点を上記の組成で明確に形成することが困難であり、この結果層に所望のすぐれた高温特性と高強度を確保することができなくなり、またその間隔が0.1μmを越えるとそれぞれの点がもつ欠点、すなわちA₁最高含有点であれば強度不足、A₁最低含有点であれば高温特性不足が層内に局部的に現れ、これが50

原因で切刃にチッピングが発生し易くなったり、摩耗進行が促進されるようになることから、その間隔を $0.01 \sim 0.1 \mu\text{m}$ と定めた。

【 0 0 1 6 】

(d) 全体平均層厚

その層厚が $1 \mu\text{m}$ 未満では、所望の耐摩耗性を確保することができず、一方その平均層厚が $1.5 \mu\text{m}$ を越えると、切刃にチッピングが発生し易くなることから、その平均層厚を $1 \sim 1.5 \mu\text{m}$ と定めた。

【 0 0 1 7 】

【 発明の実施の形態 】

つぎに、この発明の被覆超硬工具を実施例により具体的に説明する。

10

(実施例 1)

原料粉末として、いずれも $1 \sim 3 \mu\text{m}$ の平均粒径を有する WC 粉末、 TiC 粉末、 ZrC 粉末、 VC 粉末、 TaC 粉末、 NbC 粉末、 Cr₃C 粉末、 TiN 粉末、 TaN 粉末、および Co 粉末を用意し、これら原料粉末を、表 1 に示される配合組成に配合し、ボールミルで 72 時間湿式混合し、乾燥した後、 1000 MPa の圧力で圧粉体にプレス成形し、この圧粉体を 6 Pa の真空中、温度： 1400°C に 1 時間保持の条件で焼結し、焼結後、切刃部分に R : O. 0.3 のホーニング加工を施して ISO 規格・CNMG120408 のチップ形状をもった WC 基超硬合金製の超硬基体 A-1 ~ A-10 を形成した。

【 0 0 1 8 】

ついで、これら超硬基体 A-1 ~ A-10 のそれぞれを、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、図 1 のアークイオンプレーティング装置、すなわち回転テーブルを挟んで、一方側のカソード電極（蒸発源）として、種々の成分組成をもった A1 最低含有点形成用 Ti-A1 合金、他方側のカソード電極（蒸発源）として、種々の成分組成をもった A1 最高含有点形成用 A1-Ti 合金が対向配置され、また非晶質化層形成用金属 Ti も装着されたアークイオンプレーティング装置に、前記回転テーブル上の中心軸から半径方向に所定距離離れた位置に外周部にそって装着し、前記回転テーブル上で自転しながら回転する前記超硬基体 A-1 ~ A-10 のそれに、まず、

装置内雰囲気温度（超硬基体温度）： 400°C 、

雰囲気ガス： Ar、

20

雰囲気圧力： 3 Pa 、

カソード電極：（使用せず）、

アーク放電電流：（アーク電源 - OFF）、

超硬基体印加バイアス電圧： -900 V 、

処理時間： 3 分、

の条件で前処理を施した後で、さらに、

装置内雰囲気温度： 500°C 、

雰囲気ガス： Ar、

雰囲気圧力： 3 Pa 、

カソード電極： 金属 Ti、

アーク放電電流： 150 A 、

40

超硬基体印加バイアス電圧： -1000 V 、

の条件でアークイオンプレーティング表面処理を施すことにより、表面部に非晶質化層を形成した。なお、前記非晶質化層の表面からの形成深さは上記の条件でのアークイオンプレーティング表面処理の処理時間を調整することにより行った。

また、上記超硬基体 A-1 ~ A-10 の表面部に形成された非晶質化層を、透過型電子顕微鏡を用いて組織観察（倍率： 50 万倍）し、この観察結果に基づいて判別および測定したところ、それぞれ表 2 に示される表面からの平均深さ（5 点測定の平均値）を示した。

【 0 0 1 9 】

引き続いで、上記の図 1 のアークイオンプレーティング装置内の温度をヒーター加熱により 500°C に保持した状態で、装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して 2 Pa の反応

50

雰囲気と共に、上記の回転テーブル上で自転しながら回転する非晶質化層形成の超硬基体に-100Vの直流バイアス電圧を印加して、それぞれのカソード電極(前記A1最低含有点形成用Ti-A1合金およびA1最高含有点形成用A1-Ti合金)とアノード電極との間に100Aの電流を流してアーク放電を発生させ、もって前記非晶質化層形成の超硬基体A1～A10の表面に、層厚方向に沿って表2に示される目標組成のA1最低含有点とA1最高含有点とが交互に同じく表2に示される目標間隔で繰り返し存在し、かつ前記A1最高含有点から前記A1最低含有点、前記A1最低含有点から前記A1最高含有点へA1およびTi含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表2に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製スローアウエイチップ(以下、本発明被覆超硬チップと云う)1～10をそれぞれ製造した。
10

【0020】

また、比較の目的で、上記のアーキオノンプレーティング表面処理を施さず、したがって、表面部に非晶質化層の形成がない前記超硬基体A1～A10を、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、それぞれ図2に示される通常のアーキオノンプレーティング装置に装入し、カソード電極(蒸発源)として種々の成分組成をもったA1-Ti合金を装着し、装置内を排気して0.5Pa以下の真空に保持しながら、ヒーターで装置内を500℃に加熱した後、Arガスを装置内に導入して10PaのAr雰囲気とし、この状態で超硬基体に-800Vのバイアス電圧を印加して超硬基体表面をArガスボンバート洗浄し、ついで装置内に反応ガスとして窒素ガスを導入して2Paの反応雰囲気とともに、前記超硬基体に印加するバイアス電圧を-100Vに下げて、前記カソード電極とアノード電極との間にアーク放電を発生させ、もって前記超硬基体A1～A10のそれぞれの表面に、表3に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ層厚方向に沿って実質的に組成変化のない(A1, Ti)N層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製スローアウエイチップ(以下、従来被覆超硬チップと云う)1～10をそれぞれ製造した。
20

【0021】

つぎに、上記本発明被覆超硬チップ1～10および従来被覆超硬チップ1～10について、これを工具鋼製バイトの先端部に固定治具にてネジ止めした状態で、

被削材：JIS・SNCM439の丸棒、
30

切削速度：280m/min.、

切り込み：5.5mm.、

送り：0.20mm/rev.、

切削時間：8分、

の条件での合金鋼の乾式連続高速高切り込み切削加工試験、

被削材：JIS・S25Cの長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：400m/min.、

切り込み：1.0mm.、

送り：0.35mm/rev.、

切削時間：8分、
40

の条件での炭素鋼の乾式断続高速高送り切削加工試験、さらに、

被削材：JIS・FC300の長さ方向等間隔4本縦溝入り丸棒、

切削速度：350m/min.、

切り込み：5.5mm.、

送り：0.20mm/rev.、

切削時間：8分、

の条件での鉄鉱の乾式断続高速高切り込み切削加工試験を行い、いずれの切削加工試験でも切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この測定結果をそれぞれ表2, 3に示した。

【0022】

【表1】
50

種別	配合組成(質量%)									
	Co	TiC	ZrC	VC	TaC	NbC	Cr ₃ C ₂	TiN	TaN	WC
A-1	10.5	8	-	-	8	1.5	-	-	-	残
A-2	7	-	-	-	-	-	-	-	-	残
A-3	5.7	-	-	-	1.5	0.5	-	-	-	残
A-4	10	-	-	-	-	-	1	-	-	残
A-5	14	-	-	0.2	-	-	0.8	-	-	残
A-6	9	8.5	-	-	8	3	-	-	-	残
(チツブ)	A-7	10	-	-	-	-	0.5	-	-	残
A-8	8.5	-	0.5	-	-	0.5	-	-	-	残
A-9	11	8	-	-	4.5	-	-	1.5	-	残
A-10	12.5	2	-	-	-	-	-	1	1.5	残

10

20

30

40

【表2】
【O O 2 3】

10

20

30

40

【表3】

種別	記号	超硬基材						硬質被覆層						過渡面摩擦幅 (mm)					
		AI最高含有点 目標組成(原子比)			AI最低含有点 目標組成(原子比)			两点間 の目標 層厚 (μm)	目標 全体 層厚 (μm)	合金鋼 の連続 高速高 速切り込 み	炭素鋼 の断続 高速高 速切り込 み	鍛鉄の 断続高 速切り込 み							
		AI	Ti	N	AI	Ti	N												
1	A-1	1.0	0.80	0.20	1.00	0.55	0.45	1.00	0.03	3	0.17	0.18	0.21						
2	A-2	5.4	0.95	0.05	1.00	0.65	0.35	1.00	0.05	5	0.18	0.17	0.20						
3	A-3	10.9	0.85	0.15	1.00	0.40	0.60	1.00	0.01	1	0.20	0.20	0.22						
4	A-4	5.4	0.85	0.15	1.00	0.50	0.50	1.00	0.07	7	0.19	0.18	0.21						
5	A-5	20.8	0.80	0.20	1.00	0.60	0.40	1.00	0.10	15	0.18	0.16	0.20						
6	A-6	8.9	0.80	0.20	1.00	0.65	0.35	1.00	0.05	8	0.20	0.17	0.21						
7	A-7	5.8	0.70	0.30	1.00	0.50	0.50	1.00	0.02	6	0.19	0.19	0.23						
8	A-8	31.2	0.70	0.30	1.00	0.60	0.40	1.00	0.08	4	0.17	0.16	0.21						
9	A-9	1.5	0.85	0.15	1.00	0.55	0.45	1.00	0.04	2	0.18	0.17	0.19						
10	A-10	48.5	0.95	0.05	1.00	0.55	0.45	1.00	0.03	12	0.20	0.16	0.19						

本発明被覆超硬チップ

種別	超硬基体 記号	被覆化層 の表面から の平均深さ (nm)	硬質被覆層			迷子面摩耗幅(mm)		
			目標組成(原子比)			目標 層厚 (μm)	合金鋼の 連続高速 高切り込み	炭素鋼の 断続高速 高送り
			Al	Ti	N			
1	A-1	-	0.55	0.45	1.00	3	3分で寿命	3分で寿命
2	A-2	-	0.65	0.35	1.00	5	2分で寿命	4分で寿命
3	A-3	-	0.40	0.60	1.00	1	5分で寿命	5分で寿命
4	A-4	-	0.50	0.50	1.00	7	3分で寿命	2分で寿命
5	A-5	-	0.60	0.40	1.00	15	1分で寿命	1.5分で寿命
6	A-6	-	0.65	0.35	1.00	8	2分で寿命	1.5分で寿命
7	A-7	-	0.50	0.50	1.00	6	1分で寿命	2分で寿命
8	A-8	-	0.60	0.40	1.00	4	3分で寿命	2.5分で寿命
9	A-9	-	0.55	0.45	1.00	2	3分で寿命	3.5分で寿命
10	A-10	-	0.55	0.45	1.00	12	1分で寿命	1.5分で寿命

(表中、寿命は硬質被覆層における剥離現象が原因)

10

20

30

40

【 0 0 2 5 】

(実施例 2)

原料粉末として、平均粒径 : 5 . 5 μ m を有する中粗粒 W C 粉末、同 0 . 8 μ m の微粒 W C 粉末、同 1 . 3 μ m の T a C 粉末、同 1 . 2 μ m の N b C 粉末、同 1 . 2 μ m の Z r C 粉末、同 2 . 3 μ m の C r , C z 粉末、同 1 . 5 μ m の V C 粉末、同 1 . 0 μ m の (T i , W) C 粉末、および同 1 . 8 μ m の C o 粉末を用意し、これら原料粉末をそれぞれ表 4 に示される配合組成に配合し、さらにワックスを加えてアセトン中で 24 時間ボールミル混

5n

合し、減圧乾燥した後、100 MPaの圧力で所定形状の各種の圧粉体にプレス成形し、これらの圧粉体を、6 Paの真空雰囲気中、7 °C/分の昇温速度で1370～1470 °Cの範囲内の所定の温度に昇温し、この温度に1時間保持後、炉冷の条件で焼結して、直径が8 mm、13 mm、および26 mmの3種の超硬基体形成用丸棒焼結体を形成し、さらに前記の3種の丸棒焼結体から、研削加工にて、表4に示される組合せで、切刃部の直径×長さがそれぞれ6 mm × 13 mm、10 mm × 22 mm、および20 mm × 45 mmの寸法を有し、かついずれもねじれ角：30度の4枚刃スクエア形状をもった超硬基体（エンドミル）C-1～C-8をそれぞれ製造した。

【0026】

まず、これらの超硬基体（エンドミル）C-1～C-8の表面部に、同じく上記の図1の10アークイオンプレーティング装置を用いて、上記実施例1における条件と同一の条件で、アークイオンプレーティング表面処理を施すことにより、それぞれ表5に示される表面からの平均深さ（5点測定の平均値）の非晶質化層を形成した。

引き続いて、上記の非晶質化層形成の超硬基体（エンドミル）C-1～C-8の表面に、上記の同じアークイオンプレーティング装置にて、上記実施例1と同一の条件で、層厚方向に沿って表5に示される目標組成のA1最低含有点とA1最高含有点とが交互に同じく表5に示される目標間隔で繰り返し存在し、かつ前記A1最高含有点から前記A1最低含有点、前記A1最低含有点から前記A1最高含有点へA1およびTi含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表5に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製エンドミル（以下、本発明被覆超硬エンドミルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【0027】

また、比較の目的で、表面部に非晶質化層の形成がない上記の超硬基体（エンドミル）C-1～C-8の表面をアセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図2に示される通常のアークイオンプレーティング装置に装入し、上記実施例1と同一の条件で、表6に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ層厚方向に沿って実質的に組成変化のない（A1, Ti）N層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製エンドミル（以下、従来被覆超硬エンドミルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【0028】

つぎに、上記本発明被覆超硬エンドミル1～8および従来被覆超硬エンドミル1～8のうち、本発明被覆超硬エンドミル1～3および従来被覆超硬エンドミル1～3については、
被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

30

切削速度：170 m/min.、

溝深さ（切り込み）：5 mm、

テーブル送り：500 mm/min.、

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SUS316の板材、

切削速度：180 m/min.、

溝深さ（切り込み）：6 mm、

テーブル送り：550 mm/min.、

の条件でのステンレス鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル7, 8および従来被覆超硬エンドミル7, 8については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SCM440の板材、

切削速度：300 m/min.、

溝深さ（切り込み）：10 mm、

40

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

切削速度：170 m/min.、

溝深さ（切り込み）：5 mm、

テーブル送り：500 mm/min.、

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

切削速度：180 m/min.、

溝深さ（切り込み）：6 mm、

テーブル送り：550 mm/min.、

の条件でのステンレス鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル7, 8および従来被覆超硬エンドミル7, 8については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SUS316の板材、

切削速度：300 m/min.、

溝深さ（切り込み）：10 mm、

50

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

切削速度：170 m/min.、

溝深さ（切り込み）：5 mm、

テーブル送り：500 mm/min.、

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

切削速度：180 m/min.、

溝深さ（切り込み）：6 mm、

テーブル送り：550 mm/min.、

の条件でのステンレス鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル7, 8および従来被覆超硬エンドミル7, 8については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SUS316の板材、

切削速度：300 m/min.、

溝深さ（切り込み）：10 mm、

60

の条件での工具鋼の湿式高速高切り込み溝加工試験、本発明被覆超硬エンドミル4～6および従来被覆超硬エンドミル4～6については、

被削材：平面寸法：100 mm × 250 mm、厚さ：50 mmのJIS・SKD61の板材、

テーブル送り : 600 mm / 分、
の条件での合金鋼の湿式高速高切り込み溝加工（いずれの試験も水溶性切削油使用）をそれぞれ行い、いずれの溝加工試験でも切刃部の外周刃の逃げ面摩耗幅が使用寿命の目安とされる 0.1 mm に至るまでの切削溝長を測定した。この測定結果をそれぞれ表 5, 6 にそれぞれ示した。

【 0 0 2 9 】
【 表 4 】

種別	配合組成(質量%)						切刃部の直径 ×長さ(mm)		
	Co	(Ti, W)C	TaC	NbC	ZrC	Cr ₃ C ₂	VC	WC	
C-1	5	5	—	—	—	—	—	—	6×13
C-2	6	—	1	0.5	—	—	—	—	6×13
C-3	6	—	1	—	1	0.5	0.5	微粒焼	6×13
C-4	8	—	—	—	—	0.5	0.5	微粒焼	10×22
C-5	9	25	10	1	—	—	—	—	中粗粒焼
C-6	10	—	—	—	—	—	—	—	10×22
C-7	12	17	9	1	—	—	—	—	中粗粒焼
C-8	16	—	10	5	10	—	—	—	中粗粒焼
被覆基体(H, K, L, M, N)								20×45	

10

20

30

40

【 0 0 3 0 】
【 表 5 】

種別	記号	硬質被覆層						切削溝長 (m)			
		Al最高含有点			Al最低含有点						
		目標組成(原子比)			目標組成(原子比)						
		Al	Ti	N	Al	Ti	N	目標全体層厚 (μm)			
1	C-1	39.0	0.90	0.10	1.00	0.40	0.60	1.00	0.03	6	205
2	C-2	1.2	0.75	0.25	1.00	0.50	0.50	1.00	0.06	8	108
3	C-3	10.5	0.85	0.15	1.00	0.60	0.40	1.00	0.04	4	132
4	C-4	9.0	0.80	0.20	1.00	0.45	0.55	1.00	0.05	15	141
5	C-5	33.0	0.95	0.05	1.00	0.55	0.45	1.00	0.06	3	191
6	C-6	5.1	0.70	0.30	1.00	0.65	0.35	1.00	0.02	1	125
7	C-7	16.2	0.90	0.10	1.00	0.50	0.50	1.00	0.05	5	201
8	C-8	20.8	0.80	0.20	1.00	0.60	0.40	1.00	0.02	2	184

10

20

30

40

【 0 0 3 1 】
【 表 6 】

種別		超硬基体		硬質被覆層			切削溝長 (m)	
		記号	非晶質化層の表面からの平均深さ (nm)	目標組成(原子比)				
				Al	Ti	N		
従来被覆超硬工具ドリル	1	C-1	—	0.40	0.60	1.00	6	12mで寿命
	2	C-2	—	0.50	0.50	1.00	8	11mで寿命
	3	C-3	—	0.60	0.40	1.00	4	10mで寿命
	4	C-4	—	0.45	0.55	1.00	15	5mで寿命
	5	C-5	—	0.55	0.45	1.00	3	8mで寿命
	6	C-6	—	0.65	0.35	1.00	1	20mで寿命
	7	C-7	—	0.50	0.50	1.00	5	13mで寿命
	8	C-8	—	0.60	0.40	1.00	2	9mで寿命

(表中、寿命は硬質被覆層における剥離現象が原因)

【 0 0 3 2 】

(実施例 3)

上記の実施例 2 で製造した直径が 8 mm (超硬基体 C-1 ~ C-3 形成用)、13 mm (超硬基体 C-4 ~ C-6 形成用)、および 26 mm (超硬基体 C-7、C-8 形成用) の 3 種の丸棒焼結体を用い、この 3 種の丸棒焼結体から、研削加工にて、溝形成部の直径 × 長さがそれぞれ 4 mm × 13 mm (超硬基体 D-1 ~ D-3)、8 mm × 22 mm (超硬基体 D-4 ~ D-6)、および 16 mm × 45 mm (超硬基体 D-7、D-8) の寸法を有し、かついずれもねじれ角 : 30 度の 2 枚刃形状をもった超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 をそれぞれ製造した。

10

30

【 0 0 3 3 】

まず、これらの超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 の表面を、ホーニングを施し、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図 1 に示されるアークイオンプレーティング装置に装入し、上記実施例 1 における条件と同一の条件で、アークイオンプレーティング表面処理を施すことにより、表面部にそれぞれ表 7 に示される表面からの平均深さ (5 点測定の平均値) の非晶質化層を形成した。

40

引き続いて、上記の非晶質化層形成の超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 の表面に、同じアークイオンプレーティング装置にて、上記実施例 1 と同一の条件で、層厚方向に沿って表 7 に示される目標組成の A1 最低含有点と A1 最高含有点とが交互に同じく表 7 に示される目標間隔で繰り返し存在し、かつ前記 A1 最高含有点から前記 A1 最低含有点、前記 A1 最低含有点から前記 A1 最高含有点へ A1 および Ti 含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有し、かつ同じく表 7 に示される目標全体層厚の硬質被覆層を蒸着することにより、本発明被覆超硬工具としての本発明表面被覆超硬合金製ドリル (以下、本発明被覆超硬ドリルと云う) 1 ~ 8 をそれぞれ製造した。

【 0 0 3 4 】

また、比較の目的で、上記の表面部に非晶質化層の形成がない超硬基体 (ドリル) D-1 ~ D-8 の表面に、ホーニングを施し、アセトン中で超音波洗浄し、乾燥した状態で、同じく図 2 に示される通常のアークイオンプレーティング装置に装入し、上記実施例 1 と同一の条件で、表 8 に示される目標組成および目標層厚を有し、かつ層厚方向に沿って実質的に組成変化のない (A1, Ti) N 層からなる硬質被覆層を蒸着することにより、従来

50

被覆超硬工具としての従来表面被覆超硬合金製ドリル（以下、従来被覆超硬ドリルと云う）1～8をそれぞれ製造した。

【 0 0 3 5 】

つぎに、上記本発明被覆超硬ドリル1～8および従来被覆超硬ドリル1～8のうち、本発明被覆超硬ドリル1～3および従来被覆超硬ドリル1～3については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SKD11の板材、
切削速度：90m/min.、
送り：0.2mm/rev.、
穴深さ：8mm

10

の条件での工具鋼の湿式高速高送り穴あけ加工試験、本発明被覆超硬ドリル4～6および従来被覆超硬ドリル4～6については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・SCM440の板材、
切削速度：150m/min.、
送り：0.4mm/rev.、
穴深さ：15mm

の条件での工具鋼の湿式高速高送り穴あけ加工試験、本発明被覆超硬ドリル7，8および従来被覆超硬ドリル7，8については、

被削材：平面寸法：100mm×250mm、厚さ：50mmのJIS・FCC300の板材、
切削速度：200m/min.、
送り：0.6mm/rev.、
穴深さ：20mm

の条件での鉄鋼の湿式高速高送り穴あけ加工試験、をそれぞれ行い、いずれの湿式高速穴あけ加工試験（水溶性切削油使用）でも先端切刃面の逃げ面摩耗幅が0.3mmに至るまでの穴あけ加工数を測定した。この測定結果を表7，8にそれぞれ示した。

【 0 0 3 6 】

【 表 7 】

種別 記号	超硬基体 非晶質化 層の表面 からの中 心深さ (nm)	硬質被覆層						穴あけ 加工数 (穴)			
		Al最高含有点 目標組成(原子比)			Al最低含有点 目標組成(原子比)						
		Al	Ti	N	Al	Ti	N				
1	D-1	38.1	0.80	0.20	1.00	0.55	0.45	1.00	0.03	3	4200
2	D-2	1.4	0.95	0.05	1.00	0.65	0.35	1.00	0.05	5	4200
3	D-3	10.0	0.70	0.15	1.00	0.40	0.60	1.00	0.01	1	4200
4	D-4	9.5	0.85	0.15	1.00	0.50	0.50	1.00	0.05	10	3600
5	D-5	33.5	0.75	0.20	1.00	0.60	0.40	1.00	0.07	7	3600
6	D-6	5.5	0.90	0.20	1.00	0.45	0.55	1.00	0.08	4	3000
7	D-7	15.8	0.75	0.30	1.00	0.50	0.50	1.00	0.03	6	2400
8	D-8	20.4	0.85	0.30	1.00	0.60	0.40	1.00	0.10	15	2300

10

20

30

40

【 0 0 3 7 】
【 表 8 】

種別	超硬基体		硬質被覆層			目標層厚 (μm)	穴あけ 加工数 (穴)		
	記号	非晶質化層 の表面から の平均深さ (nm)	目標組成(原子比)						
			Al	Ti	N				
従来被覆超硬ドリル	1	D-1	—	0.55	0.45	1.00	3	600穴で寿命	
	2	D-2	—	0.65	0.35	1.00	5	650穴で寿命	
	3	D-3	—	0.40	0.60	1.00	1	600穴で寿命	
	4	D-4	—	0.50	0.50	1.00	10	450穴で寿命	
	5	D-5	—	0.60	0.40	1.00	7	400穴で寿命	
	6	D-6	—	0.45	0.55	1.00	4	350穴で寿命	
	7	D-7	—	0.50	0.50	1.00	6	300穴で寿命	
	8	D-8	—	0.60	0.40	1.00	15	250穴で寿命	

(表中、寿命は硬質被覆層における剥離現象が原因)

10

20

【0038】

この結果得られた本発明被覆超硬工具としての本発明被覆超硬チップ1～10、本発明被覆超硬エンドミル1～8、および本発明被覆超硬ドリル1～8を構成する硬質被覆層、並びに従来被覆超硬工具としての従来被覆超硬チップ1～10、従来被覆超硬エンドミル1～8、および従来被覆超硬ドリル1～8の硬質被覆層について、厚さ方向に沿ってA₁およびT_iの含有量をオージェ分光分析装置を用いて測定したところ、本発明被覆超硬工具の硬質被覆層では、A₁最高含有点とA₁最低含有点とがそれぞれ目標値と実質的に同じ組成および間隔で交互に繰り返し存在し、かつ前記A₁最高含有点から前記A₁最低含有点、前記A₁最低含有点から前記A₁最高含有点へA₁およびT_i含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有することが確認され、また硬質被覆層の全体平均層厚も目標全体層厚と実質的に同じ値を示した。一方前記従来被覆超硬工具の硬質被覆層では厚さ方向に沿って組成変化が見られず、かつ目標組成と実質的に同じ組成および目標全体層厚と実質的に同じ全体平均層厚を示すことが確認された。

30

【0039】

【発明の効果】

表3～9に示される結果から、硬質被覆層が超硬基体表面に、これの表面部に形成した非晶質化層によつてきわめて強固に密着すると共に、前記硬質被覆層が、層厚方向にA₁最低含有点とA₁最高含有点とが交互に所定間隔をおいて繰り返し存在し、かつ前記A₁最高含有点から前記A₁最低含有点、前記A₁最低含有点から前記A₁最高含有点へA₁およびT_i含有量がそれぞれ連続的に変化する成分濃度分布構造を有することによって、すぐれた高温特性を具備するようになる本発明被覆超硬工具は、いずれも鋼や鉄の切削加工を高い機械的および熱的衝撃を伴なう、高速重切削条件で行つても、硬質被覆層に剥離の発生なく、すぐれた耐摩耗性を發揮するのに對して、超硬基体表面部に非晶質化層の形成がなく、硬質被覆層が層厚方向に沿つて実質的に組成変化のない(A₁, T_i)N層からなる従来被覆超硬工具においては、高速重切削条件の切削加工では硬質被覆層の密着性不足および高温特性不足が原因で、硬質被覆層に剥離が発生し、摩耗の進行が促進されることと相俟つて、比較的短時間で使用寿命に至ることが明らかである。

40

上述のように、この発明の被覆超硬工具は、特に各種の鋼や鉄などの高速重切削条件で

50

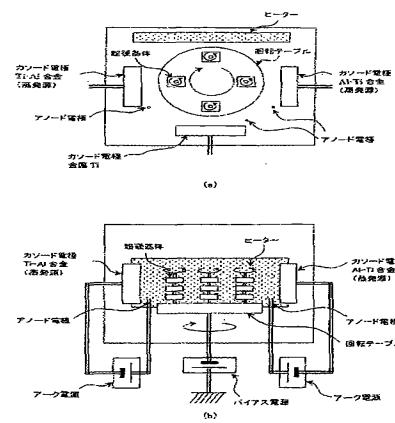
の切削加工でも硬質被覆層がすぐれた耐剥離性および耐摩耗性を發揮し、長期に亘つてすぐれた切削性能を示すものであるから、切削加工装置の高性能化、並びに切削加工の省力化および省エネ化、さらに低コスト化に十分満足に対応できるものである。

【図面の簡単な説明】

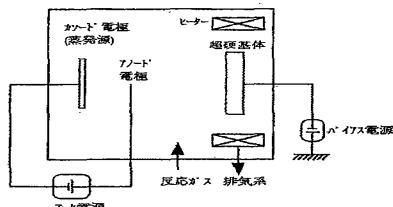
【図 1】この発明の被覆超硬工具を構成する硬質被覆層を形成するのに用いたアークイオノプレーティング装置を示し、(a) は概略平面図、(b) は概略正面図である。

【図 2】従来被覆超硬工具を構成する硬質被覆層を形成するのに用いた通常のアークイオノプレーティング装置の概略説明図である。

【図 1】



【図 2】



フロントページの続き

(72)発明者 一宮 夏樹
茨城県結城郡石下町大字古間木 1511番地 三菱マテリアル株式会社筑波製作所内

(72)発明者 高橋 慧
茨城県結城郡石下町大字古間木 1511番地 三菱マテリアル株式会社筑波製作所内

F ターム(参考) 3C037 CC04 CC09
3C046 FF03 FF10 FF21 FF25
4K029 AA04 BA64 BC00 BC02 BD05 EA01 EA05